

АНАЛИЗ ОСОБЕННОСТЕЙ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЙ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ПРОЦЕССУ ПРЕССОВАНИЯ

Дедюхин Д.В., студент группы Мт-56082

Логинов Ю.Н., профессор, д.т.н.

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина», г. Екатеринбург

Сплавы алюминия и магния, иногда их называют магналиями, входят в класс нетермоупрочняемых алюминиевых сплавов средней прочности. Их преимущество состоит в стабильности механических свойств в течение всего срока эксплуатации, что является важным фактором в производстве деталей и узлов ответственного назначения в авиации и военной технике.

В нашей стране широкое внедрение сплава системы Al-Mg, содержащего 2,5% Mg началось с 1936 г. Несмотря на большой период освоения и производства алюминий-магниевого сплавов существует определенное количество нерешенных проблем. Одна из них – это стабилизация эффекта структурного упрочнения.

Эффект состоит в том, что при определенных условиях деформации несмотря на высокую температуру нагрева заготовки динамическая рекристаллизация материала не наступает. Это позволяет сохранить упрочненное деформацией состояние металла в готовом изделии. Тем самым изделия получают более высокой прочности, что снижает металлоемкость продукции.

Эффект структурного упрочнения стабилизируется при добавлении в сплавы алюминия переходных элементов, например, марганца, хрома и циркония. На рис.1 показан эффект добавки мар-

ганца в сплав марки AA5754 по ASTM (аналог сплава АМг3 по ГОСТ).

Для иллюстрации значения добавок переходных металлов в сплавы типа АМг6 приведем следующий пример. Японской фирмой Sumitomo Light Metal Ind получен патент на способ производства прочных листов из алюминий-магниевого сплава. В сплаве состава 5,0...6,0% Mg и 0,9...1,2% Mn, контролируют соотношение между содержаниями этих компонентов в пределах 4,5...6,5. Это позволяет при холодной прокатке обеспечить обжатие до 40...89% и получить значения предела текучести выше 170 МПа и относительное удлинение не менее 20%[2].

Вид обработки, температура, скорость и степень деформации влияют на температуру рекристаллизации деформированного изделия, поскольку эти факторы определяют запас упругой энергии после деформации. Наименьший запас упругой энергии обуславливает при прочих равных условиях (температура, степень деформации) прессование (экструзия), для которого характерна схема всестороннего сжатия и меньшая скорость деформации. Очевидно, что упругая энергия будет тем меньше, чем выше температура деформации и чем меньше степень деформации.

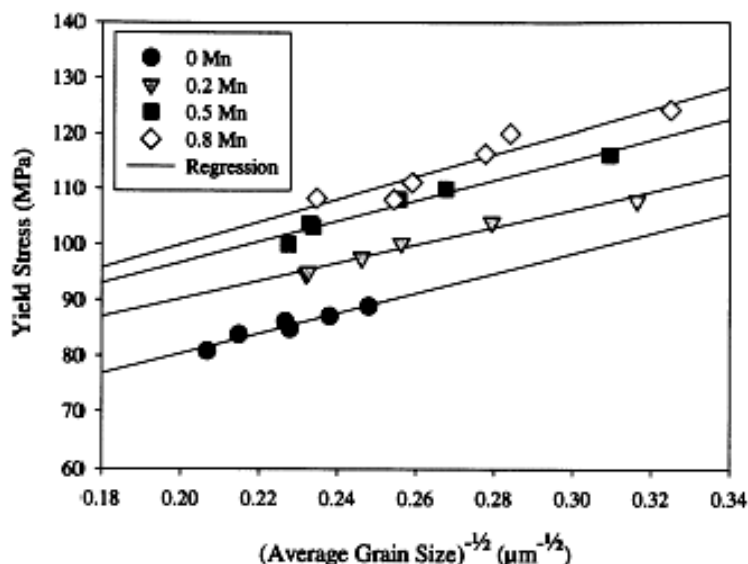


Рис.1. Влияние марганца и среднего размера зерна на предел текучести сплава алюминия с 3% магния по данным Alcan International Ltd, Kingston Research and Development Centre [1]

Вместе с тем, именно при прессовании наблюдается наиболее высокая неоднородность степени и скорости деформации, а часто и температуры [3]. Эффект такой неоднородности иллюстриру-

ет рис.2, где приведены данные по механическим свойствам прутков из сплава АМг3, полученных различными методами.

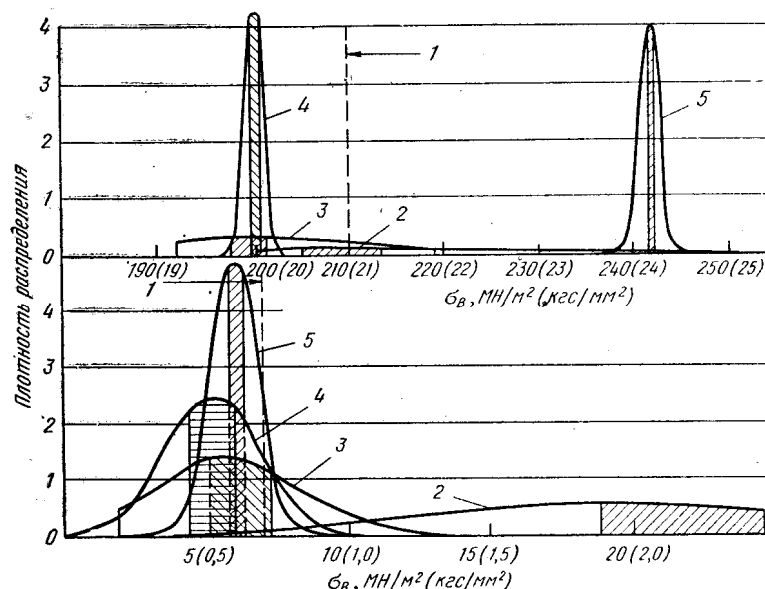


Рис. 2. Кривые плотности распределения величин σ_b и $\Delta\sigma_b$ прутков сплава АМг3 в зависимости от технологии прессования: 1 — заданный уровень; 2 — прямое прессование; 3 — двойное прессование; 4 — тройное прессование; 5 — обратное прессование[4]

Из рисунка видно, что наиболее высокий уровень прочности и стабильность результатов обеспечивает обратное прессование, которое характеризуется меньшей неоднородностью деформации. Наименее удачный вариант — прямое прессование, которое чаще всего используется для получения пресс-изделий.

По данным статьи [5] добавки магния в алюминий позволяют повысить прочностные свойства

металла, но одновременно приводят к пластической неустойчивости, выражающейся в колебаниях механических свойств в соответствии с эффектом Портевена — Ле Шателье (Portevin - Le Chatelier - PLC). В частности, особенностью зависимостей является то обстоятельство, что для сплава Al3Mg напряжение пластического течения в функции температуры оказывается при температуре 80°C выше, чем при комнатной температуре (рис. 3).

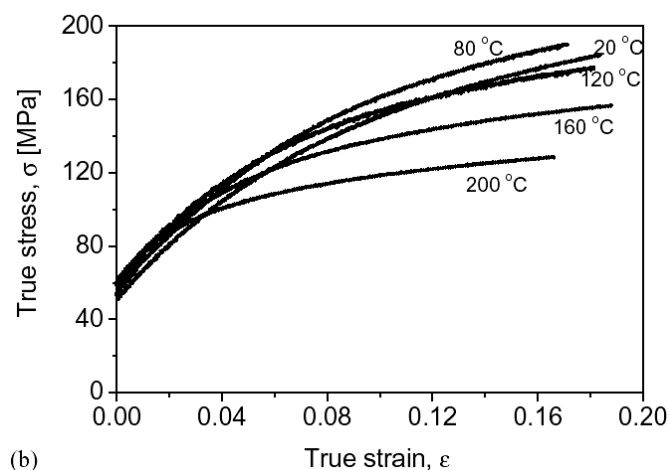


Рис. 3. Кривая упрочнения для сплава Al + 3% Mg в координатах «истинное напряжение — истинная (логарифмическая) деформация»

При высоких скоростях деформации, характерных, например, для прокатки сплавов алюминия, содержащих более 4% магния, с целью предотвращения рекристаллизации идут на снижение температуры обработки до 250...290°C[6]. Это позволяет получать прочный материал, пригодный для изготовления брони. С той же целью в патенте компании ALUMINUM COMPANY OF AMERICA [7] предложено сплав на основе алюминия, содер-

жащий 6...10% магния, подвергать не горячей, а холодной обработке.

Для сплава АМг6 диаграмма структурных состояний приведена на рис. 4 в соответствии с результатами исследования, изложенного в статье [8]. Из диаграммы следует, что для получения нерекристаллизованного состояния следует обеспечить температуру деформации не менее 325...340°C, при этом скорости деформации могут быть в интервале 0,001...0,5, однако при

больших скоростях температура деформации должна быть выше.

Влияние скорости деформации на свойства алюминиевых сплавов выражается также в возникновении немонотонности кривых упрочнения материалов, которое часто называют эффектом Портевена - Ле Шателье (Portevin – Le Chatelier - PLC). PLC – эффект является следствием взаимо-

действия между атомами твердого раствора и дислокациями в металле, что часто называют явлением динамического деформационного старения (dynamic strain aging – DSA). Эффект DSA был впервые описан Коттрелом (Cottrell) и объяснен на концепции взаимодействия дислокаций с атмосферами.

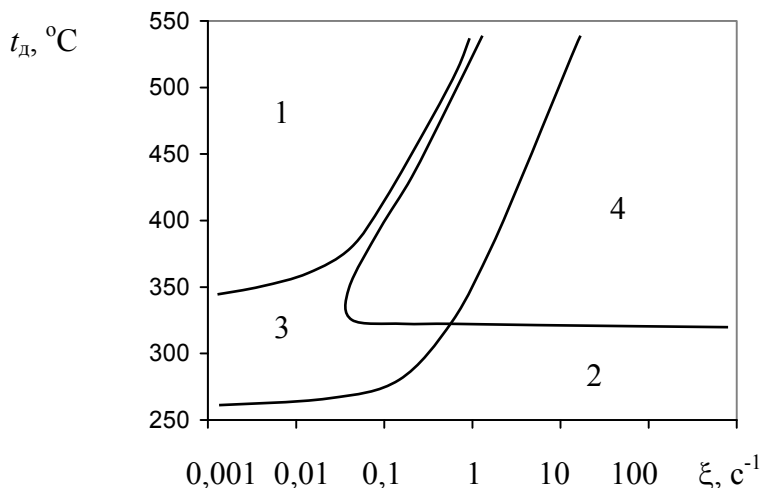


Рис. 4. Диаграмма структурных состояний сплава АМг6:

1, 2, 3 - соответственно структура полигонизованная, рекристаллизованная и смешанная после термической обработки, 4 – рекристаллизованная после деформации

Исследователями норвежского университета Norwegian University of Science and Technology, Structural Impact Laboratory, Department of Structural Engineering выполнено исследование механических свойств сплава AA5083–H116 при различных термо-механических параметрах [9]. Сплав содержал 4,4 % магния, 0,7 % марганца и 0,15 % хрома. Отмечено, что при комнатной температуре предельная растворимость магния составляет (для неравновесных условий) 3%. Поэтому превышение этого количества магния приводит к потенциальной нестабильности, приводящей к выделениям по границам зерен или на плоскостях скольжения.

Установлено, что сплав чувствителен к динамическому деформационному старению(DSA), что продемонстрировано возникновением колебаний на кривых упрочнения и проявлению эффекта отрицательной скоростной чувствительности (negative strain rate sensitivity) в широком диапазоне скоростей деформации. Различные значения показателя напряженного

состояния $\sigma^* = (\sigma/T)/\sqrt{3}$ моделированы в опытах с использованием образцов с радиальными выточками. Результаты опытов представлены на рис. 5.

Как видно из графиков, кривые упрочнения чаще всего выглядят в виде ломаных линий, характеризующих пульсирующую нагрузку. Как и следовало ожидать, наибольшую деформацию выдержали образцы без выточек. Наибольшую пластичность проявили образцы, вырезанные под углом 45о к направлению прокатки. Наибольшая немонотонность хода кривых оказалась для случая деформации при $\sigma^* = 0,893$, что соответствует $\sigma/T = 1,5$.

В статье также описаны опыты по измерению напряжения течения при изменении скорости нагружения. Выявлено, что максимумы напряжений достигаются как при слишком больших скоростях, так и при слишком малых скоростях деформации.

Как правило, алюминиевые сплавы и сплавы серии 5000 в частности, обладают эффектом обратной зависимости напряжения от скорости (negative strain rate sensitivity – NSRS). Это приводит к меньшим прочностным свойствам металла в районе действия больших скоростей и локализации деформации в этих зонах. Выявлено, что минимальные напряжения возникают при реализации скорости около 10 c^{-1} . Эффект NSRS вызван феноменом динамического деформационного старения DSA. В сплавах серии 5000 растворенные атомы магния легко диффундируют при комнатной температуре. При очень низких скоростях деформации порядка $0,0001\text{ c}^{-1}$ эти растворенные атомы препятствуют перемещению дислокаций, что приводит к увеличению напряжений, требуемых для их перемещения. При увеличении скорости деформации диффузионный процесс оказывается слишком медленным, чтобы позволить растворенным атомам взаимодействовать с дислокациями и напряжения течения уменьшаются.

Подобные же эффекты выявлены авторами статьи из канадского университета McMaster University, Department of Materials Science and Engineering[10]. Авторы испытывали сплав марки AA5754, масс. %: 3,5 Mg, 0,21 Mn, 0,11 Si и 0,21 Fe. В результате выявлены колебания напряжений, вызванные эффектами NSRS и DSA.

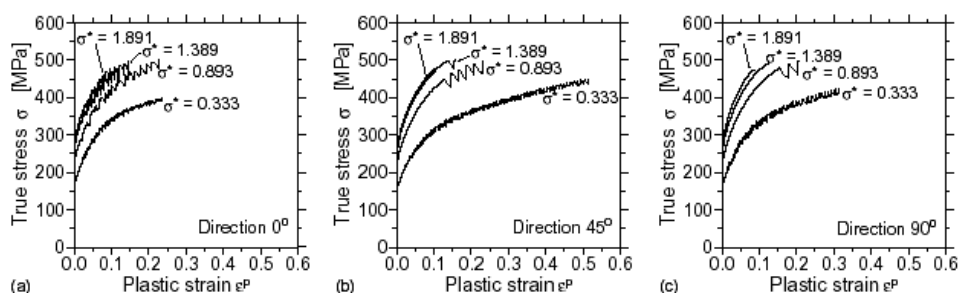


Рис. 5. Кривые упрочнения сплава AA5083H116 для различных направлений испытаний на растяжение по отношению к оси удлинения (НП): 0°(а), 45°(б), 90°(с); $\sigma^* = (\sigma/T)/\sqrt{3}$

Британские ученые из университетов University of Cambridge, Department of Engineering и University of Sheffield, Department of Engineering Materials, исследовали микроструктуру и кристаллографическую эволюцию сплава Al1Mg, деформированного при высоких скоростях нагружения [11]. Испытания проводили при температуре 305°C и скорости деформации 25с^{-1} , что соответствовало условиям промышленной прокатки. С помощью оптической и трансмиссионной электронной микроскопии (ТЕМ) изучали размер зерен, разориентацию зерен и плотность дислокаций в функции от степени деформации. Эти же организации выполнили исследование [12] для того же сплава влияния скоростных условий деформации на микроструктурные параметры до степени деформации, равной 1,0. Дополнительное исследование касалось изучения влияния условий деформации на рекристаллизацию сплава [13]. Установлено, что стабилизация или изменение скорости деформации во время процесса приводит к получению различных структурных и текстурных состояний сплава.

Таким образом, пластическая деформация сплавов системы алюминий магний обладает рядом особенностей, которые необходимо учитывать в технологии прессования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Court S.A., Gatenby K.M., Lloyd D.J. Factors affecting the strength and formability of alloys based on Al-3 wt.% Mg. *Materials Science and Engineering A*. 2001. V.319–321 P.443–447.
2. Патент JP2009280839 Япония. High Strength And High Formability Al-Mg-Mn Based Aluminum Alloy Sheet And Method For Producing The Same / Nagai Yasunori; Asano Mineo. Заявитель Sumitomo Light Metal Ind. Заявл. JP20080131657, 20080520. Оpubл. 2009-12-03.
3. Логинов Ю.Н., Дегтярева О.Ф., Антоненко Л.В. Особенности формирования свойств горячепрессованной заготовки из сплава AMg6. Обработка материалов давлением: КИП ОМД. - 2007. N 6. С.14-17.
4. Прессование алюминиевых сплавов (математическое моделирование и оптимизация) / Г.Я. Гун, В.И. Яковлев, Б.А. Прудковский и др. М.: Металлургия, 1974. 336 с.
5. Gubicza J., Chinh N.Q., Horita Z., Langdon T.G. Effect of Mg addition on microstructure and mechanical properties of aluminum. *Materials Science and Engineering*. 2004, A 387–389. P. 55–59.
6. Патент РФ № 2260488. Способ изготовления броневых листов и плит из сплавов на основе алюминия и изделие из них/ Попов В.И. Заявитель ОАО КУМЗ. Оpubл. 20.09.2005. МПК B21B3/00, F41H1/00, C22F1/047
7. Патент США № US4626294. Lightweight armor plate and method / SANDERS JR ROBERT. Заявитель ALUMINUM COMPANY OF AMERICA. Оpubл. 02.12.1986. МПК C22F1/047; F41H5/02
8. Вайнблат Ю.М., Ланцман П.Ш., Шаршагин Н.А. Диаграммы структурных состояний горячедеформированных алюминиевых сплавов//Известия вузов. Цветная металлургия. 1974, № 4, с. 155-161.
9. Arild H. Clausen, Tore Børvik, Odd S. Hopperstad, Ahmed Benallal. Flow and fracture characteristics of aluminium alloy AA5083–H116 as function of strain rate, temperature and triaxiality. *Materials Science and Engineering*, 2004. A364, P. 260–272.
10. Halim Herdawandi, Wilkinson David S., Niewczas Marek. The Portevin–Le Chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy. *Acta Materialia*, 2007, № 55. P. 4151–4160.
11. Duly D., Baxter G.J., Shercliff H.R., Whiteman J.A., Sellars C.M., Ashby M.F. Microstructure and local crystallographic evolution in an Al-1 wt% Mg alloy deformed at intermediate temperature and high strain-rate. *Acta Materialia*, 1996. V. 44, Issue 7. P. 2947-2962
12. Baxter G.J., Furu T., Zhu Q., Whiteman J.A., Sellars C.M. The influence of transient strain-rate deformation conditions on the deformed microstructure of aluminium alloy Al-1% Mg. *Acta Materialia*, 1999. V. 47. Issue 8. P. 2367-2376.
13. Furu T., Shercliff H.R., Baxter G.J., Sellars C.M. The influence of transient deformation conditions on recrystallization during thermomechanical processing of an Al-1% Mg alloy. *Acta Materialia*, 1999. V. 47. Issue 8. P. 2377-2389.